

УДК 541.64:539.3

ВЛИЯНИЕ ФИЗИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНОГО ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ТОНКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ¹

© 2001 г. А. Л. Волынский*, О. В. Лебедева**, С. Л. Баженов**, Н. Ф. Бакеев**

*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова. Химический факультет
119899 Москва, Воробьевы горы

**Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С. Ениколова Российской академии наук
117393 Москва, Профсоюзная ул., 70

Поступила в редакцию 25.10.2000 г.
Принята в печать 23.11.2000 г.

С помощью электронной микроскопии исследованы особенности поверхностного структурообразования при деформировании пленок ПЭТФ с тонким платиновым покрытием. Предложен механизм фрагментации покрытия, которая происходит при неупругой деформации полимера-подложки, в частности, при деформации по механизму классического крейзинга. Выведено соотношение, определяющее ширину полос разрушенного при деформировании полимерной подложки покрытия. Проведена оценка способности фибрillлярного материала крейза передавать сдвиговые напряжения от одной стенки крейза к другой.

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы возрастает интерес к исследованию систем, построенных по принципу тонкое твердое покрытие на полимере-подложке [1]. Особое внимание уделяется изучению структурно-механических аспектов деформации подобных объектов. В работах [2–5] показано, что одностороннее растяжение таких полимерных систем сопровождается по крайней мере двумя явлениями общего характера. Во-первых, при растяжении на изначально ровной поверхности образца возникает регулярный волнообразный микрорельеф [2, 3]. Во-вторых, наблюдается достаточно регулярная фрагментация (разрушение) покрытия на полосы примерно одинаковой ширины [4, 5]. Впервые эти явления были обнаружены при исследовании процесса растяжения натурального каучука [6, 7], покрытого тонкой (2–10 нм) пленкой платины. Позднее [2–5] было показано, что аналогичное структурно-механическое поведение

характерно и для других систем, в которых используемый в качестве подложки полимер находится выше его температуры стеклования.

В то же время в работах [8, 9] обнаружено, что при деформировании аналогичных систем ниже температуры стеклования полимера-подложки поверхностное структурообразование имеет свои характерные особенности. В частности, в этом случае не образуется волнообразный рельеф, а фрагментация покрытия происходит значительно более регулярно.

Цель настоящей работы – сравнительное исследование и выяснение особенностей фрагментации тонкого металлического покрытия, происходящей при растяжении ПЭТФ в высокоэластическом и стеклообразном состояниях, а также в присутствии адсорбционно-активных жидкостей, где полимер-подложка деформируется по механизму крейзинга.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использовали промышленные пленки аморфного неориентированного ПЭТФ толщиной 100 мкм, а также волокна диаметром 15 мкм. Из

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (коды проектов 99-03-33459а и 00-03-33151) и фонда "Университеты России" (код проекта 991718).

E-mail: volynskii@mail.ru (Волынский Александр Львович).

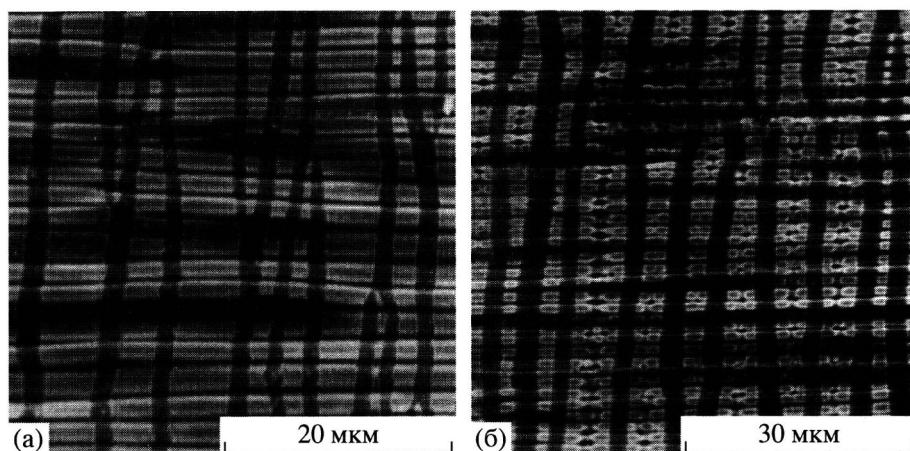


Рис. 1. Электронные микрофотографии образцов ПЭТФ с платиновым покрытием (4 нм), растянутых со скоростью 0,1 мм/мин: а – растяжение на 100% при 100°C, б – растяжение на 50% при 100°C и еще на 50% при 80°C (общее растяжение 100%). Ось растяжения горизонтальна.

пленок вырубали образцы в виде двусторонних лопаток с размерами рабочей части 6×22 мм. На поверхность образцов наносили тонкие слои платины различной толщины методом ионно-плазменного напыления. Полученные образцы растягивали в температурном интервале от комнатной температуры до 90°C с помощью стандартной испытательной машины “Instron-1122” на воздухе, в *n*-декане и деканоле-1 со скоростью растяжения 0,1 мм/мин, а также в среде этанола в условиях действия постоянной нагрузки, которая составляла 18 МПа. Толщину нанесенного металлического покрытия определяли с помощью атомно-силового микроскопа “Nanoscope-2” (“Digital Instruments”, Санта-Барбара, США) в режиме контактных сил. Электронно-микроскопические исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе “Hitachi S-520”.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Напомним основные особенности фрагментации металлического покрытия при деформировании каучукоподобной подложки. Главной особенностью процесса разрушения жесткого покрытия при растяжении полимера-подложки является его дробление на фрагменты примерно одинаковой ширины (рис. 1а). В работах [4, 5] показано, что это явление обусловлено особенностями передачи механического напряжения от деформируемого полимера прочно связанному с ним жесткому покрытию.

Схематически данный процесс можно представить следующим образом (рис. 2). После разрушения покрытия в образовавшемся на поверхности полимера фрагменте напряжение распределяется

весьма неравномерно. На краях образовавшегося фрагмента напряжение, очевидно, равно нулю. Однако по мере удаления от краев фрагмента напряжение в нем будет нарастать, поскольку покрытие прочно связано с полимерной подложкой, в которой продолжает поддерживаться механическое напряжение. Действительно, вследствие огромного различия в толщине покрытия и подложки, разрушение тонкого покрытия не может существенно повлиять на уровень напряжения в деформируемом полимере.

Из рис. 2 следует, что максимальное напряжение в образовавшемся фрагменте достигается точно в его середине, т.е. в месте, максимально

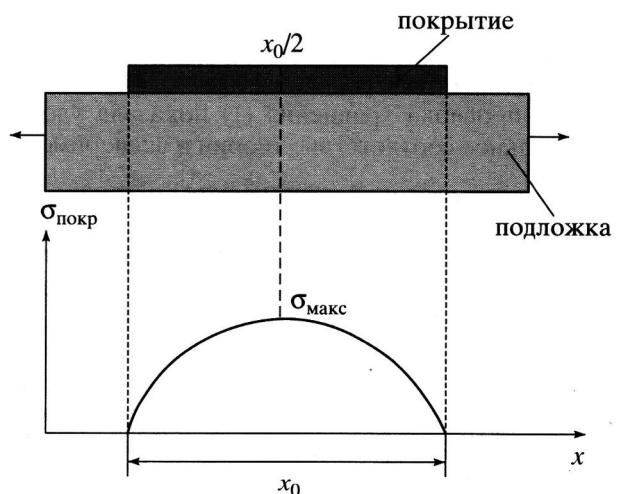


Рис. 2. Схематическое изображение распределения напряжений, возникающих в фрагменте покрытия при растяжении подложки. x_0 – размер фрагмента. Стрелками показано направление растяжения.

удаленном от краев фрагмента. Дальнейшее растяжение полимера-подложки, очевидно, вызывает рост напряжения в каждом фрагменте покрытия. При этом профиль напряжений сохраняет свою форму, и напряжение на краях фрагмента остается равным нулю. В конце концов напряжение в центре фрагмента достигает значения его разрывной прочности, и фрагмент разрушается таким образом, что возникают два новых фрагмента равной величины. После завершения этой стадии "деления" при дальнейшей деформации полимера-подложки процесс возобновляется уже на каждом новом образовавшемся фрагменте.

Такой механизм фрагментации покрытия продолжает действовать до тех пор, пока в подложке существует напряжение, способное инициировать в покрытии напряжение, превышающее разрывное. Если напряжение в покрытии перестает расти (случай кривой растяжения с плато) или фрагменты становятся настолько малыми, что подложка не может передать фрагменту покрытия напряжение, достаточное для его разрушения, процесс фрагментации заканчивается. Дальнейшее растяжение полимера будет приводить просто к удалению фрагментов друг от друга без их разрушения.

Механизм разрушения покрытия путем "деления" каждого фрагмента на две равные части впервые теоретически проанализирован в работах [4, 5]. Было показано, что средний размер L фрагмента разрушения в направлении оси растяжения определяется соотношением

$$L = \frac{2h\sigma^*}{\sigma_0}, \quad (1)$$

где h – толщина покрытия, σ^* – предел его прочности, σ_0 – напряжение в подложке. Экспериментальная проверка уравнения (1) показала удовлетворительное соответствие теории и эксперимента.

Электронно-микроскопическое исследование позволяет получить прямые доказательства того, что механизм разрушения покрытия, показанный схематически на рис. 2, действительно реализуется. На рис. 1а представлена электронная микрофотография образца ПЭТФ с нанесенным платиновым покрытием, растянутого на 100%. Хорошо видно, что фрагменты разрушившегося покрытия имеют относительно близкие размеры со средней шириной ~3.5 мкм.

Однако ширина фрагментов покрытия не одинакова и изменяется от 2 до 7 мкм. Это связано, очевидно, с тем обстоятельством, что на начальных этапах разрушения (при малых удлинениях полимера-подложки) решающий вклад во фрагментацию

покрытия вносят поверхностные микродефекты, характерные для любого реального твердого тела. Такого рода дефекты должны располагаться в покрытии хаотически. В результате покрытие на первых этапах разрушается случайным образом с образованием фрагментов самого различного размера. И только при достаточно больших удлинениях полимера-подложки, когда все дефекты покрытия уже "выбраны", в действие вступает механизм "деления" фрагментов на две равные части, в результате чего размеры фрагментов постепенно "выравниваются". Обычно процесс фрагментации покрытия при растяжении полимера-подложки рассматривают только на начальных стадиях процесса деформации [10, 11], вследствие чего механизм "деления" фрагментов не был обнаружен ранее. Тем не менее, механизм "деления" на две равные части может быть прямо доказан в микроскопических экспериментах.

Если увеличить напряжение в образце, представленном на рис. 1а, этот механизм легко визуализируется (рис. 1б). Отчетливо видно, что после снижения температуры разрушение возникших при высокой температуре достаточно широких фрагментов покрытия происходит практически точно по их центру. Такому "делению пополам" подвергаются только достаточно широкие полосы. В этих полосах напряжение, передаваемое подложкой, может превысить предел прочности покрытия. В то же время мелкие фрагменты, образовавшиеся по каким-либо причинам на ранних стадиях деформирования системы, более не дробятся и сохраняют свои размеры. Все отмеченные особенности разрушения металлического покрытия соответствуют представлениям, развитым в работах [1, 4, 5]. Важная особенность описанных выше явлений состоит в том, что они происходят одновременно на всей поверхности деформируемого полимерного образца. Этот факт обусловлен тем, что деформация каучукоподобных полимеров осуществляется аффинно, т.е. однородно по всему их объему.

Хорошо известно, что деформация аморфных полимеров ниже температуры стеклования происходит весьма неоднородно. При этом переход полимера в ориентированное состояние осуществляется путем возникновения и развития шейки (деформация на воздухе) или путем крейзинга (в ААС) [12]. В обоих случаях в процессе вытяжки наблюдается существование ориентированной и неориентированной частей полимера, и деформация является крайне неоднородной.

Рассмотрим, к каким последствиям приводит изменение механизма деформации полимера-подложки. На рис. 3 представлена микрофотография об-

разца ПЭТФ – платина, растянутого при комнатной температуре. На этом рисунке показан участок образца полимера, перешедший в шейку. Отметим, что на участке полимера, не перешедшего в шейку, фрагментации покрытия не наблюдается. Сравнение рис. 1 и 3 позволяет отметить некоторые принципиальные различия в фрагментации покрытия выше и ниже температуры стеклования полимера. Во-первых, в последнем случае не наблюдается возникновение волнообразного рельефа и, во-вторых, фрагменты покрытия в этом случае образуют единую сетку на поверхности полимера. Кроме того поперечные размеры фрагментов покрытия существенно однороднее.

Еще более интересные особенности фрагментации покрытия наблюдаются при деформировании полимера-подложки ниже его температуры стеклования по механизму классического крейзинга. На рис. 4 представлена электронная микрофотография образца ПЭТФ – платина, деформированного в *n*-декане. Как уже было отмечено, стеклообразный ПЭТФ в указанных условиях деформируется по механизму крейзинга. Известно, что при этом полимер деформируется неоднородно и неупругая деформация развивается в особых зонах – крейзах [12]. Очевидно, что процесс перехода полимера в ориентированное состояние в данном случае осуществляется также крайне неоднородно. В пространстве между крейзами полимер пластически не деформируется [9].

Обращают на себя внимание следующие обстоятельства. Во-первых, в рассматриваемом случае не возникает волнообразный рельеф. Во-вторых, неупругая деформация полимера при его переходе в вещество крейза приводит к фрагментации покрытия с образованием длинных тонких лент, ориентированных строго перпендикулярно направлению вытяжки и параллельно друг другу (рис. 4).

Поражает регулярность дробления покрытия и однородность полос металла по ширине. Вне области крейза покрытие не разрушается и трещины в нем отсутствуют. Это подтверждает положение о том, что область пластически деформированного полимера в крейзе существует с исходным блочным недеформированным участком образца.

Возникают следующие вопросы. Почему при вытяжке полимера ниже температуры стеклования не наблюдается образование волнообразного рельефа? Почему покрытие при вытяжке полимера ниже его температуры стеклования дробится более однородно?

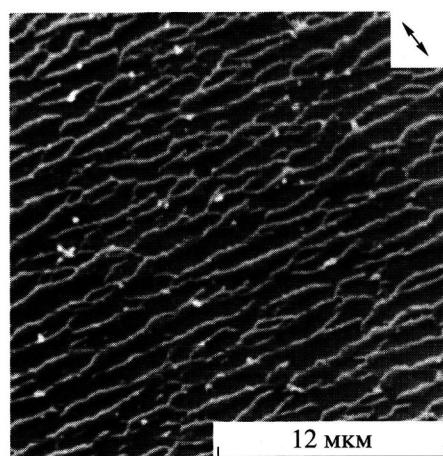


Рис. 3. Электронная микрофотография образца ПЭТФ с тонким (3.8 нм) платиновым покрытием, деформированного на воздухе при комнатной температуре. Представлен участок образца “перешедший” в шейку. Направление растяжения указано стрелками.

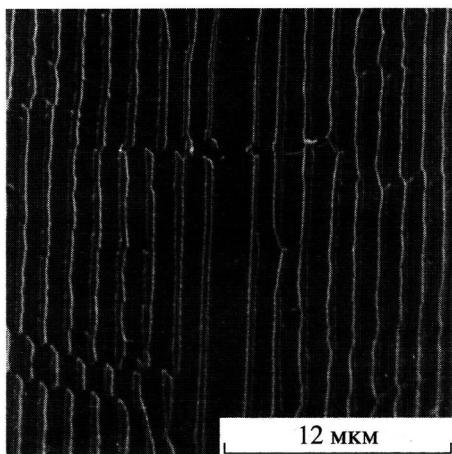


Рис. 4. Электронная микрофотографии образца ПЭТФ с тонким (3.8 нм) платиновым покрытием, деформированного по механизму классического крейзинга в *n*-декане при комнатной температуре со скоростью 0.1 мм/мин на 100%. Ось растяжения горизонтальна.

Для ответа на первый вопрос напомним, что одним из главных условий, определяющих возникновение волны, является сжатие жесткого покрытия [1–3]. При растяжении каучукоподобного полимера такое сжатие достаточно велико из-за существенной боковой контракции. Например, при растяжении пленки ПЭТФ при 90°C на 100%, степень поперечного сжатия составляет 30%. В таком же образце, растянутом при комнатной температуре с образованием шейки, степень поперечного сжатия равна лишь 15–20% при степени вытяжки полимера в шейке 320–350%.

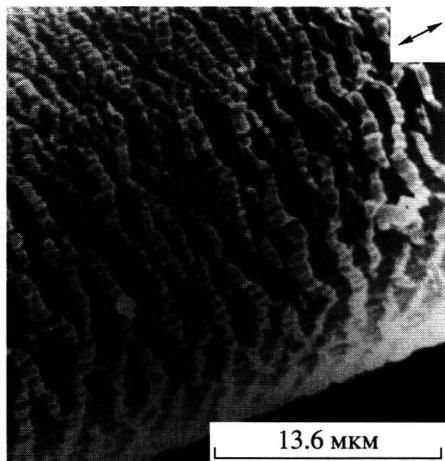


Рис. 5. Электронная микрофотография волокна ПЭТФ с тонким (10 нм) платиновым покрытием, деформированного при комнатной температуре с образованием шейки. Направление растяжения указано стрелками.

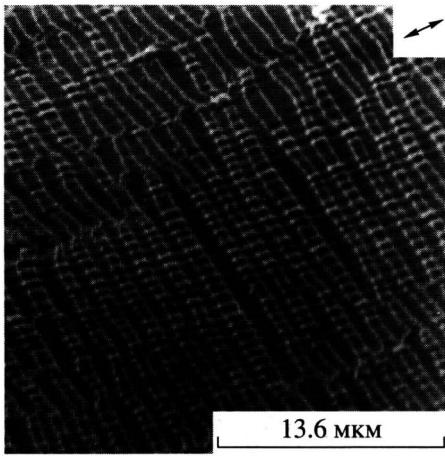


Рис. 6. Электронная микрофотография образца ПЭТФ с тонким (3.8 нм) платиновым покрытием, деформированного в деканоле-1 при 70°C по механизму классического крейзинга. Показан участок поверхности образца “внутри” развитого, протяженного крейзера. Направление растяжения указано стрелками.

Указанный факт объясняется тем, что при деформировании пленочных образцов ПЭТФ “в шейку” их поперечная контракция происходит главным образом за счет уменьшения толщины, в то время как ширина образцов изменяется очень незначительно. При деформировании полимера по механизму классического крейзинга боковая контракция полимера вовсе отсутствует, так как изменение геометрических размеров образца происходит за счет развития пористости [12]. Возможно, что отсутствие сжатия покрытия и является причиной

отсутствия волны при деформировании полимера-подложки ниже его температуры стеклования.

Для проверки этого предположения были использованы образцы волокон ПЭТФ – платина. В данном случае возникновение шейки сопровождается существенной боковой контракцией деформируемого полимера. Оказалось, что металлическое покрытие при деформировании волокна не только дробится на однородные фрагменты, но и образует волну (рис. 5).

При деформировании полимера по механизму крейзинга увеличение ширины крейза может приводить к боковой контракции полимера. Как было показано в работе [12], в этом случае наблюдается коллапс пористой структуры крейза, который сопровождается значительной боковой контракцией участка материала, перешедшего в “вещество” крейза. На рис. 6 представлена микрофотография участка поверхности образца ПЭТФ – платина, деформированного по механизму классического крейзинга. Этот участок локализован внутри развитого, протяженного крейзера. Хорошо видно, что однородные по размерам фрагменты покрытия сжимаются и приобретают волнообразный рельеф.

Итак, на вопрос о причине отсутствия волны при вытяжке пленок ПЭТФ – платина ниже температуры стеклования полимера можно ответить, что при этом практически отсутствует или является недостаточным сжатие покрытия. Отметим, что при изменении геометрии образца (волокно ПЭТФ) волна появляется.

Для ответа на второй поставленный выше вопрос необходимо учесть особенности деформации полимера ниже его температуры стеклования. С этой целью мы рассмотрим случай неоднородной деформации, которая имеет место в процессе уширения крейза. Как уже было сказано, покрытие дробится только на границе между крейзом и неориентированной частью полимерного образца. На участке, не занятом крейзом, дробление покрытия на фрагменты не происходит [9].

Разумно предположить, что покрытие разрушается в тот момент, когда растягивающее напряжение в нем достигает величины предела прочности металла (рис. 7). Очевидно, что после появления трещины во фронте растущего крейза (рис. 7, точка А) напряжение в покрытии падает до нуля. Дальнейшее уширение крейза приводит к тому, что расстояние между трещиной в металле и фронтом растущего крейза постепенно увеличивается. Вследствие этого, как показано на рис. 7, возрастают напряжение и деформация покрытия во фронте крейза. В некоторый момент времени вновь достигается предел прочности по-

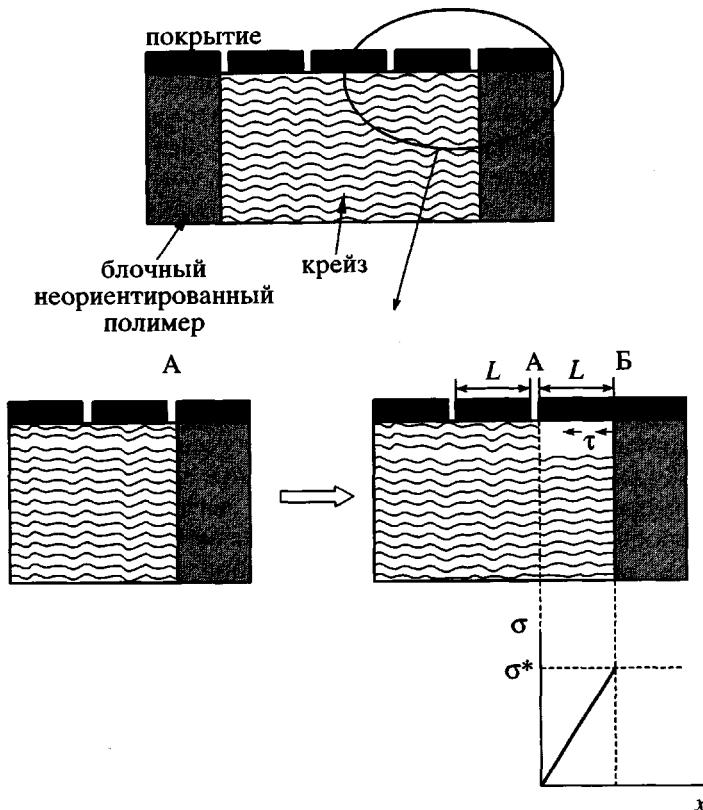


Рис. 7. Схема, иллюстрирующая распределение напряжений при фрагментации покрытия в системе ПЭТФ – платина при фронтальном уширении крейза. Пояснения в тексте.

крытия и происходит отрыв следующей полосы металла (рис. 7, точка Б). Такое дробление покрытия происходит до тех пор, пока имеет место уширение крейза. Интересно отметить, что, согласно микроскопическим данным, отрыв фрагментов покрытия происходит одновременно и с одинаковой скоростью на обеих стенках крейза, о чем свидетельствует строго одинаковое количество лент покрытия по обе стороны мид-риба [9].

Далее рассмотрим задачу о передаче напряжения от полимера к покрытию на границе между ориентированной (крайз, шейка) и неориентированной частями стеклообразного полимера, который деформируется ниже стеклования. Аналогичная задача была решена при анализе напряженного состояния наполняющего волокна, внедренного в деформируемую полимерную матрицу [13]. Очевидно, что при приложении механического напряжения к полимеру, имеющему жесткое покрытие, на границе полимер-покрытие возникает сдвиговое напряжение. Предположим, что полимер в крейзе ведет себя как жесткопластическое тело, имеющее выраженный предел текучести (рис. 7). Поскольку сумма приложенных к покры-

тию сил равна нулю, растягивающая сила F на расстоянии x от точки А записывается как

$$F = \tau x w, \quad (2)$$

где τ – предел текучести полимера в крейзе при сдвиге, w – ширина полосы и x – расстояние от трещины.

Растягивающее напряжение σ получаем делением силы на поперечное сечение покрытия

$$\sigma = \frac{\tau x}{h} \quad (3)$$

(h – толщина покрытия). Растягивающее напряжение возрастает пропорционально расстоянию от края возникшей трещины, как показано схематически на рис. 7. На некотором расстоянии L от трещины напряжение в покрытии достигает предела прочности (рис. 7, точка Б), и вновь происходит отрыв полосы покрытия. Величина L имеет смысл ширины фрагментов покрытия и определяется соотношением

$$L = \frac{\sigma^* h}{\tau} \quad (4)$$

Здесь σ^* – предел прочности покрытия.

Уравнение (4) позволяет провести оценку способности волокнистого материала крейза передавать сдвиговые напряжения, если известны ширина полос, прочность покрытия и его толщина. Согласно микроскопическим данным в случае крейзинга ПЭТФ в этаноле при толщине покрытия 3.8 нм среднее значение ширины полос составляет 0.35 мкм. Для крейзинга в *n*-декане при той же толщине покрытия среднее значение ширины полос равно 0.4–0.5 мкм. Подставляя в уравнение (4) значения ширины полосы, прочности платинового покрытия $\sigma^* = 150$ МПа, получаем $\tau = 1.3$ МПа для *n*-декана и 1.6 МПа для этанола.

Таким образом, при уширении крейза твердое покрытие внутри него дробится на ровные и тонкие полосы (рис. 4). Эта картина похожа на дробление покрытия при однородном удлинении образца при деформировании выше температуры стеклования полимера-подложки (рис. 1а). Однако ниже температуры стеклования дробление покрытия происходит гораздо более регулярно, в результате чего фрагменты покрытия имеют практически одинаковую ширину. Более узкое распределение полос по ширине связано с различием механизмов деформирования полимера-подложки выше и ниже температуры стеклования, которое определяет различие механизмов дробления покрытия при однородном удлинении и при фронтальном уширении крейза (шейки).

При однородном деформировании подложки дробление покрытия осуществляется посредством деления на фрагменты самого разного размера. Это происходит на начальных этапах деформации системы благодаря наличию поверхностных микродефектов. При увеличении степени деформации образовавшиеся фрагменты последовательно дробятся на 2, 4, 8 и т.д. частей [4, 5]. На этой стадии дробления неоднородность фрагментов по ширине постепенно нивелируется. Тем не менее и после нескольких последовательных стадий дробления ширина полос варьируется в пределах от L до $2L$, поскольку начальное распределение фрагментов по размерам было “задано” случайнным образом.

В случае фронтального роста крейза (шейки) область, в которой достигается предел прочности покрытия, довольно четко определена (уравнение (4)). Другими словами, фрагментация покрытия происходит в зоне перехода полимера в ориентированное состояние, т.е. на границе между крейзом (шейкой) и неориентированной частью полимера. В этих условиях наличие поверхностных микродефектов фактически не влияет на процесс фрагментации покрытия, поскольку поверхность полимера, не перешедшего в ориенти-

рованное состояние, практически не деформирована (величина упругой деформации не превышает нескольких процентов). Полосы при этом последовательно отрываются от покрытия по мере достижения предела прочности материала покрытия, и, как следствие, ширина всех полос оказывается практически одинаковой.

Необходимо подчеркнуть, что, используя развитый выше подход, удается оценить способность волокнистого материала крейза передавать сдвиговые напряжения. Заметим, что если бы фибрillы в структуре крейза были несвязанными, то соответствующее напряжение было бы равно нулю. Полученный результат подтверждает сделанный ранее вывод о том, что волокна в крейзеочно связаны между собой и материал крейза представляет собой единую сетку взаимосвязанных фибрill [14–17].

Таким образом, предложен механизм фрагментации покрытия, которая происходит при неупругой деформации полимера-подложки, в частности при деформации по механизму классического крейзинга. В рамках предложенного механизма выведено соотношение, позволяющее оценить ширину полос разрушающегося при деформировании полимерной подложки покрытия. Проведена оценка способности фибрillлярного материала крейза передавать сдвиговые напряжения от одной стенки крейза к другой. Показано, что величина этого напряжения равна 1.3–1.6 МПа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Волынский А.Л., Баженов С.Л., Бакеев Н.Ф. // Рос. хим. журн. (ЖВХО им. Д.И. Менделеева). 1998. Т. 42. № 3. С. 57.
2. Волынский А.Л., Баженов С.Л., Лебедева О.В., Яминский И.В., Озерин А.Н., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. А. 1997. Т. 39. № 11. С. 1805.
3. Volynskii A.L., Bazhenov S.L., Lebedeva O.V., Bakeev N.F // J. Mater. Sci. 2000. V. 35. P. 547.
4. Волынский А.Л., Баженов С.Л., Лебедева О.В., Озерин А.Н., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. А. 1997. Т. 39. № 11. С. 1827.
5. Volynskii A.L., Bazhenov S.L., Lebedeva O.V., Ozerin A.N., Bakeev N.F. // J. Appl. Polym. Sci. 1999. V. 72. P. 1267.
6. Баженов С.Л., Чернов И.В., Волынский А.Л., Бакеев Н.Ф. // Докл. РАН. 1997. Т. 355. № 4. С. 491.
7. Баженов С.Л., Чернов И.В., Волынский А.Л., Бакеев Н.Ф. // Докл. РАН. 1997. Т. 356. № 1. С. 54.
8. Волынский А.Л., Чернов И.В., Лебедева О.В., Озерин А.Н., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. Б. 1997. Т. 39. № 6. С. 1080.

9. Волынский А.Л., Лебедева О.В., Баженов С.Л., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. А. 2000. Т. 42. № 4. С. 658.
10. Leterrier Y., Bogh L., Andersons J., Manson J.-A.E. // J. Polym. Sci., Polym. Phys. 1997. V. 35. № 9. P. 1449.
11. Leterrier Y., Andersons J., Pitton Y., Manson J.-A.E. // J. Polym. Sci., Polym. Phys. 1997. V. 35. № 9. P. 1463.
12. Volynskii A.L., Bakeev N.F. Solvent Crazing of Polymers. Amsterdam: Elsevier, 1995.
13. Kelly A., Tyson W.R. // J. Mech. Phys. Sol. 1965. V. 13. № 2. P. 329.
14. Волынский А.Л., Алексеров А.Г., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. А. 1982. Т. 24. № 9. С. 1855.
15. Ярышева Л.М., Миронова А.А., Аржакова О.В., Волынский А.Л., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. Б. 1992. Т. 34. № 2. С. 61.
16. Yang A.-C., Kramer E.J. // J. Polym. Sci., Polym. Phys. 1985. V. 21. № 10. P. 1353.
17. Berger L.L. // Macromolecules. 1989. V. 22. № 9. P. 3162.

Effect of the Physical State of Amorphous Poly(ethylene terephthalate) on the Mechanism of Fracture of a Thin Metallic Coating

A. L. Volynskii*, O. V. Lebedeva**, S. L. Bazhenov**, and N. F. Bakeev**

*Faculty of Chemistry, Moscow State University,
Vorob'evy gory, Moscow, 119899 Russia

**Enikolopov Institute of Synthetic Polymeric Materials, Russian Academy of Sciences,
ul. Profsoyuznaya 70, Moscow, 117393 Russia

Abstract—Using the method of electron microscopy, the surface structuring upon the deformation of PET films with a thin platinum coating was studied. When the fragmentation of the coating takes place upon the inelastic deformation of a polymer support, in particular, upon deformation via classical crazing, the related mechanism of this phenomenon was advanced. A relationship describing the width of the bands of the fractured coating upon the deformation of the polymer support was derived. The ability of a craze fibrillar material to transfer shear stresses between the opposite craze walls was estimated.